ارزیابی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال غیرهم‌سان فولاد A387-Gr.11 و فولاد A240-TP. 316 *

سید حسین میرکریمی(۱)		دکتر خلیل رنجبر(۲)		محسن روشنی(۳)		دکتر رضا دهملایی(٤)

چکیده

اتصال غیرهم‌سان فولادهای فریتی کم‌آلیاژ به فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، در دهه‌های گذشته به‌صورت گسترده‌ای در صنایع به‌کار گرفته شده است. در تحقیق حاضر، دو فولاد زنگ‌نزن آستنیتی A240-TP. 316 و فولاد کم‌آلیاژ فریتی A387-Gr. 11 توسط جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ با دو جریان ثابت و پالسی و با استفاده از دو نوع فلز پرکننده‌ی ER309L و ERNiCr-3 ، به‌هم جوش داده شدند. پس از انجام آزمون‌های متالوگرافی، آزمون‌های تعیین ترکیب شیمیایی، ریزسختی‌سنجی، کشش و ضربه، مشخص شد که به‌طور کلی، نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان پالسی، به‌دلیل گرمای ورودی کم‌تر و ایجاد اختلاط بیش‌تر در حوضچه‌ی جوش، ضمن کاهش وقوع پدیده‌های نامطلوب متالورژیکی مانند تشکیل منطقه‌ی فقیر از کربن، منطقه‌ی انتقالی و منطقه‌ی مخلوط نشده، بهبود خواص مکانیکی اتصال را در بر داشتند. نتایج نشان دادند که فلز پرکننده‌ی پایه نیکل، به‌دلیل محدود کردن نفوذ کربن به‌درون حوضچه‌ی جوش و کاهش احتمال تشکیل منطقه‌ی انتقالی نسبت به فلز پرکننده‌ی دیگر، مطلوب‌تر است.

واژه‌های کلیدی اتصال غیرهم‌سان ، فولاد زنگ‌نزن آستنیتی، فولاد کم‌آلیاژ فریتی، جوشکاری قوس تنگستن تحت گاز محافظ، جریان پالسی، ریزساختار جوش.

Evaluation of the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Welds between A240-TP. 316 and A387-Gr. 11 Steels

S. H. Mirkarimi K. Ranjbar M. Roshani R. Dehmollaei

Abstract

Dissimilar joint of low-alloy ferritic steel and austenitic stainless steel has been widely used in industries. In this study, the austenitic stainless steel A240-TP.316 and low-alloy ferritic steel A387-Gr.11 were welded together by gas tungsten arc welding (GTAW) method with constant and pulsed currents. Two types of filler metals, i.e. ER309L and ERNiCr-3, were used in this investigation. The microstructure of the dissimilar weldment was characterized by conventional metallography using optical and scanning electron microscopes and by energy disperse spectroscopy (EDS). The mechanical properties of test samples were evaluated by tension, charpy impact and microhardness experiments. It was found that the samples welded by pulsed current exhibit relatively higher impact energies mainly due to their lower heat input induction and creation of intense mixing in the welding pool. Consequently, the formation of undesirable microstructural features such as carbon depleted zone, transmission region and unmixed zones were reduced in the pulsed current welded specimens. Among all the filler metals used, the nickel based filler metal was found to be suitable since in this case, the migration of carbon into the welding pool was limited and therefore, the risk of transition region formation as compared with other filler metals decreased.

Key Word Dissimilar joint, Austenitic stainless steel, Ferritic low alloy steel, GTAW, Pulsed current, Microstructure of weldment.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/٤/۱۷ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹٤/۲/۲۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده‌ی مسئول، کارشناس ارشد مهندسی مواد، جوشکاری، دانشگاه شهید چمران اهواز.

(۲) دانشیار، عضو هیئت علمی گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز.

(۳) کارشناس ارشد مهندسی مواد، جوشکاری، دانشگاه شهید چمران اهواز.

(٤) استادیار، عضو هیئت علمی گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز.

مقدمه

در دهه‌های گذشته، اتصال‌دهی ناهم‌جنس فولادهای فریتی کم‌آلیاژ به فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به‌صورت گسترده‌ای در مولّدهای بخار، مبدّل‌های حرارتی و تجهیزات لوله‌کشی در نیروگاه‌ها، پالایشگاه‌ها و صنایع پتروشیمی به‌کار رفته است. برای مثال، در نیروگاه‌های با سوخت فسیلی، لوله‌های مرحله‌ی پیش‌گرم دیگ‌های بخار از جنس فولاد کم‌آلیاژ هستند و لوله‌های بخش فوق گرمایش به‌دلیل دما و فشار کاری بسیار بالاتر، از جنس فولاد زنگ‌نزن انتخاب می‌شوند. این انتخاب، سبب صرفه‌جویی چشم‌گیر در هزینه‌ها خواهد شد [1]. این اتصال، به‌آسانی با اغلب روش‌های مرسوم به‌خصوص جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ (GTAW) و جوشکاری قوسی الکترود روپوش‌دار (SMAW) تولید شده است. مورد دیگر برای کاربرد این نوع اتصال، روکش‌کاری فولادهای کربنی یا کم‌آلیاژ با فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی یا آلیاژهای پایه نیکل است. با این روش، می‌توان مقاومت به خوردگی مخزن‌های از جنس فولاد کربنی را با صرف کم‌ترین هزینه تا میزان قابل توجهی بهبود داد.

فرایند اتصال بین فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و فولاد کم‌آلیاژ فریتی، چند پدیده‌ی متالورژیکی قابل‌توجه به‌همراه دارد. یکی از پدیده‌هایی که حین جوشکاری، عملیّات حرارتی پس از جوشکاری و هنگام قرارگیری در شرایط کاری برای این نوع اتصال رخ می‌دهد، مهاجرت کربن از فولاد کم‌آلیاژ به‌سمت منطقه‌ی جوش است. این پدیده سبب ایجاد یک منطقه‌ی فقیر از کربن (Carbon Depleted Zone, CDZ) در ناحیه‌ی متأثر از حرارت در فولاد کم‌آلیاژ و در مجاورت مرز ذوب می‌شود. تحقیقات [2]، نشان داده‌اند که این منطقه‌ی فقیر از کربن، احتمالاً در معرض ترک‌خوردگی خزشی قرار خواهد گرفت. فرایند مهاجرت کربن، شامل انحلال کاربیدها در فولاد فریتی و نفوذ کربن به‌درون حوضچه‌ی جوش می‌شود. نیروی محرکه برای این فرایند، وجود شیب غلظتی کربن یا شیب اکتیویته‌ی کربن بین فولاد فریتی کم کروم و فلز جوش آستنیتی پر کروم است [3].

در اتصال‌های جوش بین دو فولاد ناهم‌سان آستنیتی- فریتی، وجود منطقه‌ی انتقالی یا اختلاط جزیی درون حوضچه‌ی جوش و در مجاورت فولاد فریتی گزارش شده است. در این منطقه، اختلاط بین فلز جوش و فلز پایه ناقص است و ترکیب شیمیایی آن، شبیه از ترکیب فلز پایه تا فلز جوش است [4]. پهنای منطقه‌ی انتقالی مطابق با نتایج آزمون‌های انجام شده، بین ۲۰ تا ۱۰۰ میکرون و تابع عواملی مانند ترکیب شیمیایی و میزان حرارت ورودی است. مرزی که این منطقه را از حوضچه‌ی جدا می‌کند، با مرز ذوب موازی است و به‌عنوان مرز نوع II شناخته می‌شود. شناخت این منطقه، در جوش‌های ناهم‌سان فریت به آستنیت بسیار مهم است، زیرا طبق آنچه پیش‌تر گفته شد، این منطقه یکی از مناطقی است که در معرض وقوع آسیب‌های زیادی می‌باشد [4].

مطابق با یافته‌های برخی از پژوهش‌گران [5]، عواملی مانند ساختار بلوری متفاوت در دو سمت اتصال، تغییرات غلظت که شیب ترکیب شیمیایی در مرز ذوب را تحت تأثیر قرار می‌دهد و سینتیک رشد و نفوذ در جوشکاری‌های چند مرحله‌ای و عملیّات حرارتی پس از جوشکاری، سبب ایجاد این منطقه‌ی انتقالی می‌شود و مرز نوع II، نتیجه‌ی ایجاد تغییر در حالت انجماد است. مطابق با این نظریه، انجماد با تشکیل فریت (شبکه‌ی BCC) آغاز می‌شود و در فاصله‌های دورتر از مرز ذوب، حالت انجماد به‌دلیل حضور عناصر پایدار کننده‌ی آستنیت، به‌سمت تشکیل بلورهای FCC تغییر می‌کند. این پدیده، سبب ایجاد مرز نوع II می‌شود.

از طرف دیگر، پژوهش‌های دیگر [6,7]، نشان داده‌اند که تشکیل مرزهای نوع دوّم به رفتار انجمادی

فلز جوش و طبیعت استحاله‌های حالت جامـد در فلـز پایه بستگی دارد. تصور می‌شود که وقوع تحـوّل $\delta\rightarrow\gamma$ در دمای بالا، برای تشکیل این نوع مرزهـا لازم اسـت. در فلزات پایه‌ای که تحت این تحوّل قـرار مـی‌گیرنـد، مرز ذوب تبدیل به یک مرز دانه‌ی γ می‌شود. فلز پایـه و فلز جوش در آن دما، به‌شکل آستنیتی هسـتند و ایـن مرز، توسط نفوذ کوتاه دامنه قـادر بـه حرکـت خواهـد بود. در دمای پایداری آستنیت، این مرز به‌درون جوش حرکت خواهد کـرد. بـرای فازهـای δ و α، مهـاجرت به‌درون جوش نیازمند نفوذ بلند دامنـه اسـت. بـه‌دلیـل انجام چرخه‌های گرمایی سریع در جوشـکاری، امکـان وقوع این نفوذ بلند دامنه فـراهم نیسـت و تنهـا مـرز γ تحرّک کافی را برای حرکت در محدوده دمایی پایداری آستنیت دارد. نیروی محرکه برای این حرکـت عبـارت از: ۱- شیب دمـایی، ۲- شـیب ترکیـب شـیمیایی، ۳- انرژی کرنشی ناشی از تفاوت ضریب انبساط حرارتـی و ٤- حذف مرز دانه‌هـای فرعـی (SGB) و مهـاجرت یافته (MGB).

سازوکار شرح داده شده برای تشکیل مرز نـوع II در دو حالـت فـوق متفـاوت اسـت. در سـازوکار اوّل، فرض بر این است که مرزهـای نـوع II حـین انجمـاد تشکیل می‌شوند و انجماد از فلز پایه به‌صـورت فریـت اولیّه آغاز و پـس از فاصلـه زمـانی کوتـاهی، بـه‌دلیـل حضور عناصر پایدار کننـده‌ی آسـتنیت در جـوش، بـه آستنیت اولیّه تغییر می‌کند و پشت سر خود، مرز دانه‌ی زاویه بزرگ برجای می‌گذارد. سـپس، فریـت اولیّـه در دماهای پایین‌تر به آستنیت تبدیل می‌شود. امّا، نظریـه‌ی دوّم به‌دلیل فقدان آثار جهت‌گیری FCC/BCC سـازگار با رشد تداخلی FCC/BCC، نظریه‌ی اوّل را رد می‌کند. در واقع، این نظریه می‌گوید کـه ایـن مرزهـا ناشـی از مهاجرت مرزدانه در حالت جامـد در محـدوده دمـایی پایداری آستنیت حین انجام چرخه‌ی سرمایش جـوش می‌باشند. انجام آزمون تعیین ترکیـب شـیمیایی (EDS) در منطقه‌ی انتقالی، تغییرات تدریجی ترکیب شـیمیایی در آن را نشان می‌دهد و به نوعی، شاهد قـوی‌تـری را برای تأیید نظریه‌ی اوّل به‌وجـود مـی‌آورد. در توضـیح ساختار درون مرز نوع II، تـاکنون نظریـه‌هـای زیـادی مطرح شده است. در بیش‌تر موارد، از حضور مارتنزیت [8,9]، و در موارد معدودی نیز از حضور کاربید در این منطقه صحبت شده اسـت [3]. تغییـرات ریزسـختی در امتداد مرز ذوب نیز می‌تواند حضور منطقه‌ی نـرم فقیـر از کربن و منطقه‌ی سخت انتقالی را نشان دهد [10].

تشکیل منطقه‌ی مخلوط نشده نیز یکـی دیگـر از پدیده‌های مشاهده شده در اتصال آلیاژهـای نـاهم‌سـان است. این منطقه به‌شکل لایه‌ای نازک، زمـانی تشـکیل می‌شود که بخش کـوچکی از فلـز پایـه ذوب و بـدون اختلاط بـا فلـز جـوش، منجمـد مـی‌شـود. مطـابق بـا مشاهدات، منطقه‌ی مخلوط نشده اساساً دارای ترکیـب شیمیایی فلز پایه است. بنابراین، فلز پایه‌ی ذوب شـده، راکد می‌ماند و با فلز پرکننده مخلوط نمی‌شود [11].

هدف از انجام این پژوهش، بررسی اتصال فـولاد کم‌آلیاژ فریتی A387-Gr. 11 به فولاد زنگ‌نزن آستنیتی A240-TP. 316 با دو نوع ماده‌ی پرکننـده‌ی ERNiCr-3 و ER309L با جوشکاری قوسی تنگستن تحت گـاز محافظ بـا اسـتفاده از دو نـوع جریـان ثابـت و پالسـی می‌باشد. این موضوع، با توجه به این واقعیّـت انتخـاب شده است که علی‌رغم مزیـت‌هـای زیـادی کـه بـرای جریان پالسی برشمرده شده است [12]، تاکنون تحقیـق چندانی پیرامون بررسی تأثیر جریان پالسی بـر خـواص این اتصال صورت نگرفته است.

مواد و روش‌های آزمایش

برای انجام آزمون‌ها، از دو فولاد کم‌آلیاژ فریتی و زنگ‌نزن آستنیتی استفاده شده است. ورق فولاد کم‌آلیاژ در زمان ساخت و پس از انجام نـورد نهـایی، نرمالـه و بازپخت شد. با این‌حـال، فـولاد زنـگ‌نـزن در شـرایط تـاب‌کـاری شـده بـوده اسـت. ورق‌هـا بـه‌ابعـاد mm^3 ٦×۵۰×۱۸۰ بریده شدند. لبه‌سازی توسط دستگاه فرز با زاویه‌ی ۳۵°، پـای ریشـه‌ی ۱/۵ میلـی‌متـر و فاصـله‌ی ریشه‌ی ۳ میلی‌متر، انجام شد. برای انجام جوشـکاری،

از دستگاه گام الکتریک مدل DIGI TIG PSQ400 AC/DC به‌روش جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ و با نوع جریان ثابت و پالسی و دو نوع فلز پرکننده به‌قطر ۲/٤ میلی‌متر، توسط جریان مستقیم با الکترود منفی (DCEN) استفاده شد. به‌منظور حفاظت از حوضچه‌ی جوش، از گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹ درصد و دِبی ١٤ لیتر بر دقیقه استفاده شد. جوشکاری در حالت تخت و در سه مرحله انجام شد و دمای پیش‌گرمایش ١٥٠ °C و بیش‌ترین دمای بین‌مرحله‌ای ۳۰۰ °C به‌کمک گچ حرارتی حین انجام فرایند، کنترل شد. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده، در جدول (۱) و متغیرهای جوشکاری، در جدول (۲) آمده‌اند. متغیرهای جوشکاری، با توجه به ضخامت نمونه‌ها و قطر فلزات پرکننده انتخاب شدند. مقدار پایینی حداقل جریان، برای تشکیل قوس پایدار و مقدار بالایی حداقل جریان، برای ایجاد نفوذ کافی بود. برای محاسبه‌ی مقدار حرارت ورودی، از معادله‌ی (۱) استفاده شد که شامل متغیرهای شدت جریان (I)، اختلاف پتانسیل (E) و سرعت جوشکاری (V) است.

برای محاسبه‌ی حرارت ورودی جریان پالسی، از جریان میانگین (I_m) و ولتاژ میانگین (V_m) استفاده شد.

با توجه به برابر بودن عرض پالس در جریان بالایی و پایینی، این مقدار برابر با مجموع جریان بالایی و پایینی تقسیم بر دو در نظر گرفته شد. مقدار اختلاف پتانسیل هم توسط ولت‌متر به‌صورت تقریبی اندازه‌گیری شد. لازم به‌ذکر است که حرارت ورودی، با فرض بازدهی ۷۰ درصد روش جوشکاری محاسبه شد [13].

$$Q = \frac{EI}{V} \qquad (۱)$$

پس از پایان جوشکاری، ابتدا برای اطمینان از کیفیّت جوش، آزمون رادیوگرافی روی همه‌ی نمونه‌ها انجام شد و مطابقت نتایج با استاندارد ASME B31.3 تأیید شد [14].

برای نمونه‌سازی، ابتدا گرده‌ی جوش توسط سنگ محور مغناطیسی برداشته شد و سپس، نمونه‌های کشش و ضربه‌ی چارپی (سه عدد از هر جوش) مطابق با استاندارد ASTM A370 با ابعاد کوچک (Subsize) تهیّه شدند [15].

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده بر حسب درصد وزنی

نوع فلزات پایه و پرکننده	٪C	٪Si	٪Mn	٪Cr	٪Mo	٪Ni	٪Cu	٪Co	٪Nb	٪Ti
A387-Gr. 11	۰/۱۳	۰/٦۱	۰/٥٤	۱/۲	۰/٥	-	-	-	-	-
A240-TP. 316	۰/۰۸	۰/۹	۱/۸	۱۷/۳	۲/٦	۱۳	-	-	-	-
ER309L	۰/۰۳	۰/۹	۱/۷٥	۲٤	۰/۷٥	۱۳	۰/۷٥	-	-	-
ERNiCr-3	۰/۱	۰/٥	۳	۲۰	-	٦۷	۰/٥	۳	۲	۱/٦٥

جدول ۲ متغیرهای جوشکاری

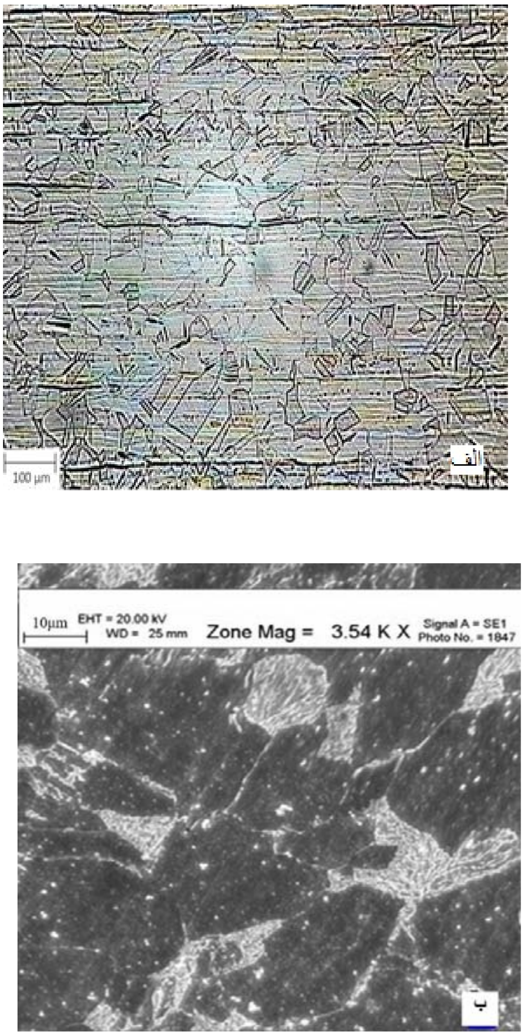
نوع جریان	جریان بالایی (A)	جریان پایینی (A)	ولتاژ (V)	فرکانس (Hz)	سرعت جوشکاری (cm/min)	حرارت ورودی (KJ/cm)
ثابت	۱۳۰	-	١٤	-	۱۰	۷/٦٥
پالسی	۱۳۰	٦۰	١٤	۱۰۰	۱۰	٥/٥۷

آزمون کشش با دستگاه کشش یونیورسال مدل Multi Test-X با سرعت ۱ میلی‌متر بر دقیقه و آزمون ضربه در دمای محیط انجام شد. برای انجام آزمون ریزسختی‌سنجی، بار ۱۰۰ گرم توسط دستگاه Bowers Metrology با فرورونده‌ی هرمی شکل با زاویه‌ی 120° اعمال شد. آزمون ریزسختی ویکرز برای شناخت تغییرات ریزساختاری احتمالی، به‌صورت عرضی از فاصله‌ی ۳ میلی‌متری خط جوش، از فولاد فریتی تا درون فلز جوش انجام گرفت.

از مقطع عرضی هر جوش، یک نمونه برای متالوگرافی تهیّه شد. به‌منظور حکّاکی سطح فولاد فریتی، از محلول نایتال ٤ درصد و برای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی، از حکّاکی الکتریکی با محلول اسید اُگزالیک ۱۰ درصد و اختلاف پتانسیل ۵ ولت استفاده شد. برای بررسی دقیق‌تر ریزساختار نمونه‌های جوش، از میکروسکُپ الکترونی روبشی (SEM) مدل LEO 1455VP استفاده شد. به‌منظور شناخت بهتر منطقه‌ی انتقالی و مخلوط نشده، آزمون تعیین ترکیب شیمیایی بر روی نمونه‌ها انجام شد. به‌کمک دستگاه فریت‌اسکوپ و مطابق با استاندارد AWS A4.2 [16]، مقدار متوسط فریت برای هر جوش تعیین شد.

نتایج و بحث

ساختار فولاد زنگ‌نزن، تقریباً در تمامی نقاط آستنیتی است و همان‌طور که در شکل (۱- الف) دیده می‌شود، مقادیر جزئی از رشته‌های فریت که در جهت نورد کشیده شده‌اند، در ساختار وجود دارد. این فریت، مانند همه‌ی انواع فولادهای زنگ‌نزن، فریت دمای بالا یا فریت دلتا است. ریزساختار فولاد A387-Gr.11، شامل فریت و پرلیت ظریف است. ساختار پرلیت، در تصویرهای میکروسکُپ نوری با بزرگ‌نمایی پایین، به‌وضوح قابل تشخیص نیست. امّا، ساختار لایه‌ای در شکل (۱- ب) با بزرگ‌نمایی بالا مشخص است.



شکل ۱ الف) تصویر میکروسکُپ نوری از ریزساختار فولاد ۳۱٦ و ب) تصویر میکروسکُپ الکترونی روبشی از ریزساختار فولاد فریتی

در فولاد زنگ‌نزن آستنیتی، به‌دلیل پایین بودن ضریب انتقال حرارت، عرض منطقه‌ی متأثر از حرارت بسیار کوچک است و همان‌طور که در شکل (۲- الف) دیده می‌شود، پدیده‌ی مشهود در منطقه‌ی متأثر از گرما در این فولاد، تشکیل نوارهای تیره رنگ فریت در زمینه‌ی آستنیت است که در تحقیقات پیشین نیز مورد اشاره قرار گرفته است [17].

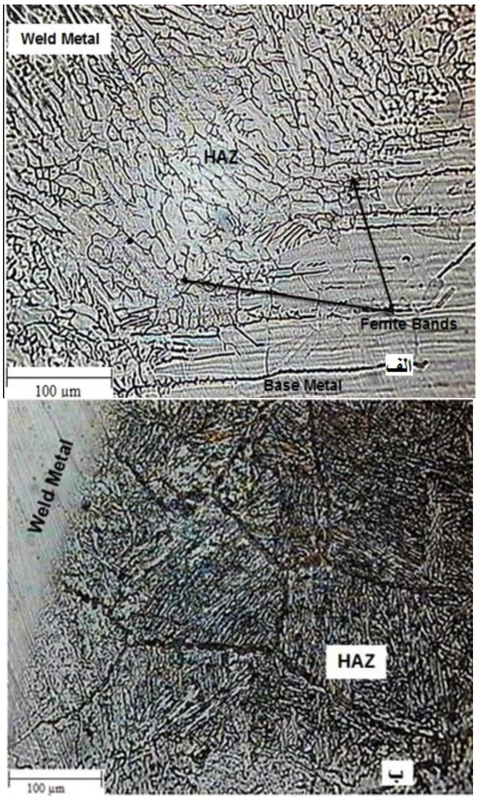
میزان تشکیل فریت، به‌دلیل کند بودن استحاله‌ی آستنیت به فریت و سریع بودن چرخه‌ی حرارتی

منطقه‌ی متأثر از گرما، کم است. ریزساختار منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم‌آلیاژ در مجاورت مرز ذوب، در شکل (۲- ب) دیده می‌شود.

ریزساختار منطقه‌ی متأثر از گرما را بر مبنای فاصله از خط ذوب، می‌توان به سه منطقه تقسیم کرد. منطقه‌ی ریزدانه شده‌ی جزیی، منطقه‌ی ریزدانه و منطقه‌ی درشت دانه. منطقه‌ی ریزدانه جزیی، منطقه‌ای است که پیک حرارتی در آن، بالاتر از دمای بحرانی مؤثر پایینی (Ac_1) است. در طی گرمایش تا بالاتر از این دما، مجموعه‌های پرلیت اولیّه به آستنیت استحاله می‌یابند و کمی به‌درون مجموعه‌های فریت اولیّه توسعه می‌یابند. سپس، حین سرمایش به دانه‌های بسیار ریز فریت و پرلیت تبدیل می‌شوند. منطقه‌ی ریزدانه، منطقه‌ای است که پیک دما در آن، بالاتر از دمای بحرانی مؤثر بالایی (Ac_3) است. بنابراین، در این دما، دانه‌های آستنیت امکان جوانه‌زنی خواهند داشت. در حین سرمایش، این دانه‌های آستنیت به دانه‌های کوچک پرلیت و فریت تبدیل می‌شوند. به‌دلیل آن‌که زمان نفوذ برای کربن حین گرمایش سریع در جوشکاری محدود است، آستنیت حاصل همگن نیست. بنابراین، توزیع فریت و پرلیت کاملاً یکنواخت نخواهد بود.

در منطقه‌ی درشت دانه و در مجاورت مرز ذوب، پیک دمایی به حد کافی بالاتر از دمای Ac_3 است و بنابراین، دانه‌های آستنیت اجازه‌ی رشد خواهند داشت.

نرخ سرمایش نسبتاً زیاد در جوشکاری و اندازه‌ی دانه‌ی بزرگ، باعث خواهند شد تا دگرگونی نفوذی به‌تأخیر بیافتد [18]. افزون بر این، با توجه به دانه‌های درشت آستنیت اولیّه، ظاهر سوزنی شکل ساختار درون آن‌ها و نمودارهای CCT برای فولادهای کم‌آلیاژ، به‌نظر می‌رسد که ریزساختار نزدیک خط ذوب و مخلوطی از پرلیت، مارتنزیت، بینایت و حتی فریت ویدمن اشتاتن است [18,19]، که در مراحل بعدی بازپخت شده‌اند.



شکل ۲ الف) منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ و ب) منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم‌آلیاژ فریتی در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل

شکل (۳)، نحوه‌ی تغییر ریزساختار در امتداد منطقه‌ی متأثر از گرما را نشان می‌دهد.

همان‌طور که در پژوهش‌های پیشین [10,20]، گزارش شده است، منطقه‌ی فقیر از کربن در همسایگی مرز ذوب، به‌صورت دانه‌های فریت هم‌محور دیده می‌شود.

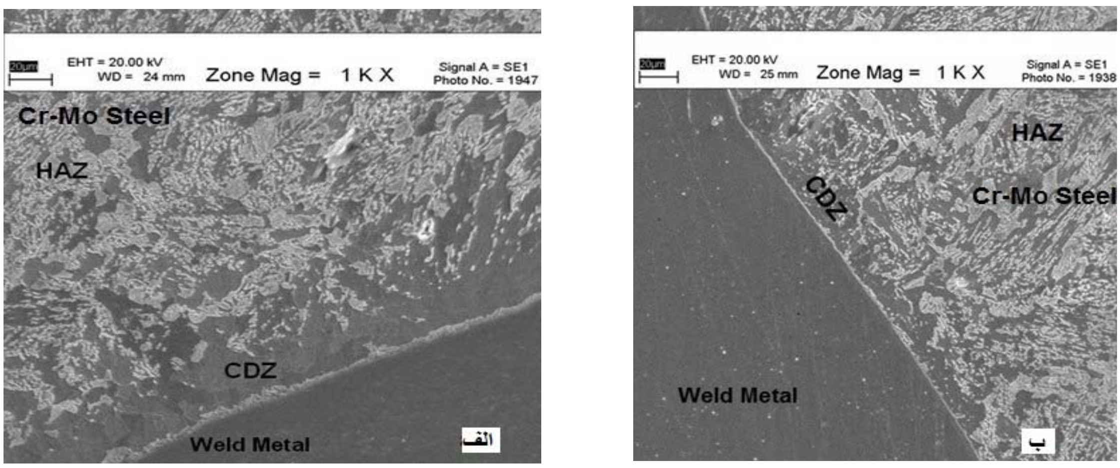
در شکل (٤- الف)، منطقه‌ی فقیر از کربن در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان ثابت با فلز پرکننده‌ی ER309L و در شکل (٤- ب)، همان منطقه در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با همان فلز پرکننده، دیده می‌شود. نکته‌ی قابل توجه در تصویرهای این دو شکل این است که عرض منطقه‌ی تیره رنگ در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی کوچک‌تر از نمونه‌ی جریان ثابت است. این

نتیجه، به گرمای ورودی پایین‌تر در این روش و کاهش امکان نفوذ کربن مربوط است.

عرض منطقه‌ی فقیر از کربن در نمونه‌های جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل هم‌چنان که در شکل (۲- ب) دیده شد، ناچیز است. دلیل کوچک بودن این منطقه، محدود بودن امکان نفوذ کربن در نیکل است. البته، نکته‌ی مهم در این زمینه، بیش‌تر بودن مقدار کربن در این فلز پرکننده و تمایل کم کربن به نفوذ به‌دلیل نبود شیب غلظتی بین فلز جوش و فلز پایه است. بررسی تصویرهای مربوط به فصل مشترک فلز جوش و فولاد کم‌آلیاژ، حضور منطقه‌ی انتقالی یا اختلاط جزئی در ریزساختار همه‌ی نمونه‌ها را نشان می‌دهد. این منطقه‌ی هم‌چنان که در تصویرهای متالوگرافی و میکروسکُپ نوری مشاهده می‌شود، حکّاکی نشده است و این، به تفاوت ترکیب شیمیایی آن با فلز جوش ارتباط دارد. این منطقه، توسط مرزهای نوع II که به موازات مرز ذوب امتداد می‌یابند، از بقیه‌ی مناطق فلز جوش جدا می‌شود. در شکل (۵)، مرز نوع II به موازات و مرزهای نوع I که حاصل رشد رولایه‌ای دانه‌های موجود در فلز پایه به‌درون حوضچه‌ی جوش [6]، می‌باشد، عمود بر مرز ذوب به‌خوبی دیده می‌شوند. عرض منطقه‌ی انتقالی که فاصله‌ی بین مرز نوع II و مرز ذوب است، در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان ثابت با فلز پرکننده‌ی ER309L (به‌طور میانگین بیش از ۱۰۰ میکرون) به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای از نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل (به‌طور میانگین حدود ۴۰ میکرون) بزرگ‌تر است.

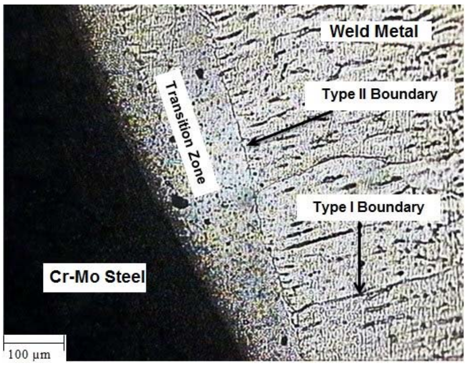


شکل ۳ تغییرات ریزساختار در امتداد منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم‌آلیاژ

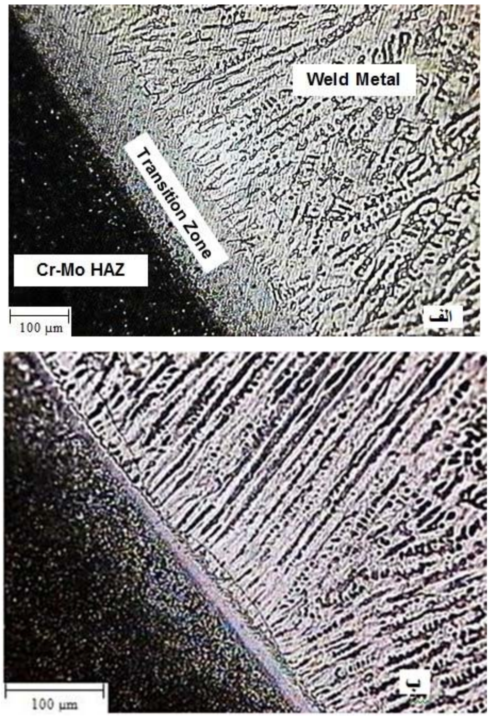


شکل ٤ منطقه‌ی فقیر از کربن در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی ER309L؛ الف) توسط جریان ثابت و ب) توسط جریان پالسی

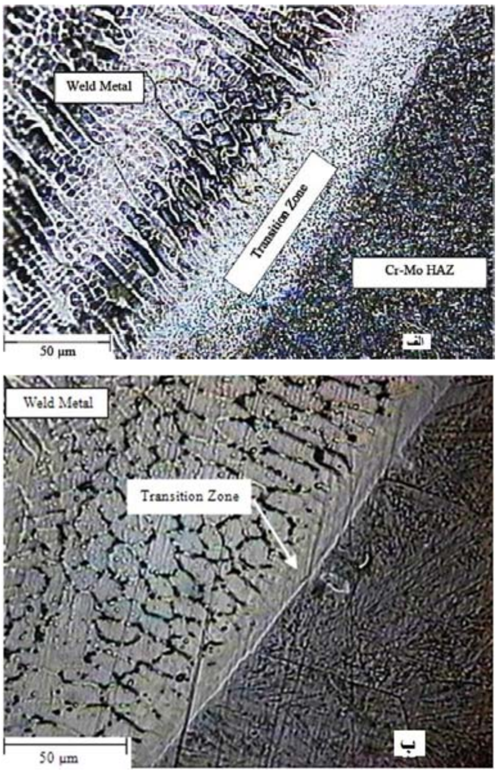
تفاوت در عرض منطقه‌ی فوق‌الذکر در این دو نمونه را می‌توان در شکل‌های (٦- الف) و (٧- الف) دید. در مقابل آن، در نمونه‌های جوشکاری شده با جریان پالسی، عرض این منطقه کاهش یافته است. تفاوت عرض این منطقه در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی ER309L و پایه نیکل را می‌توان در شکل‌های (٦- ب) و (٧- ب) مشاهده کرد.



شکل ۵ انواع مرز در فلز جوش ER309L



شکل ٦ منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی ER309L؛ الف) توسط جریان ثابت و ب) توسط جریان پالسی



شکل ۷ منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل؛ الف) توسط جریان ثابت و ب) توسط جریان پالسی

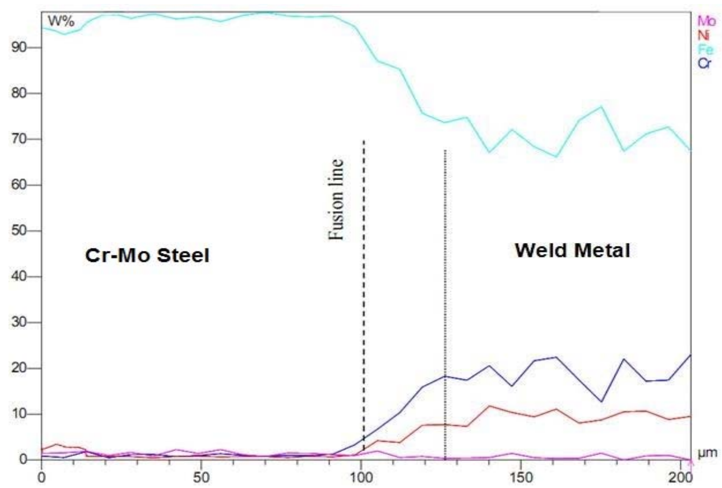
در برخی از تحقیقات پیشین [4,8]، منطقه‌ی فوق‌الذکر، منطقه‌ی اختلاط جزئی خوانده می‌شود که غالباً ساختاری مارتنزیتی و سخت دارد. این مسئله، باعث نامطلوب بودن این منطقه شده است. مشاهده‌هایی [21]، مبنی بر ایجاد آسیب به اتصال در این منطقه گزارش شده است. برای شناخت بیش‌تر منطقه‌ی اختلاط جزئی، بر روی برخی از نمونه‌ها آزمون تعیین ترکیب شیمیایی خطی و ریزسختی‌سنجی در مسیر عمود بر مرز جوش انجام شد.

شکل (۸)، نتیجه‌ی آزمون تعیین ترکیب شیمیایی مربوط به منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی ER309L و شکل (۹)، نتیجه‌ی این آزمون را برای همین منطقه در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز

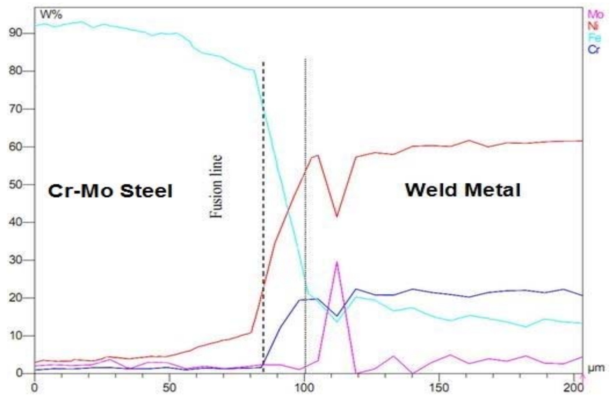
پرکننده‌ی پایه نیکل نشان می‌دهد. ترکیب شیمیایی در ۳۰ نقطه‌ی متوالی که تشکیل خطی به طول ۲۰۰ میکرون را می‌دهند، تعیین شده است. حدود منطقه‌ی انتقالی، در نمودارهای زیر با توجه به موقعیّت قرارگیری نقاط مورد آزمون، بر روی تصویرهای SEM مشخص شده‌اند. همان‌طور که در شکل‌ها دیده می‌شود، ترکیب شیمیایی در این منطقه شیبی بین فلز پایه و فلز جوش است و این، تأیید کننده‌ی عدم اختلاط کامل در این ناحیه است. این شیب، به‌واسطه‌ی تفاوت عمده در مقدار نیکل در فلز جوش نسبت به فولاد فریتی، در این نمونه شدیدتر است، امّا، عرض آن از نمونه‌ی دیگر، هم‌چنان که پیش‌تر نیز گفته شد، کم‌تر است.

با توجه به کاهش عرض منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌های با جریان پالسی، می‌توان نتیجه گرفت که مطابق با نتایج بیش‌تر تحقیقات انجام شده، منطقه‌ی انتقالی منطقه‌ای با اختلاط جزئی است و به‌دلیل وجود شیب ترکیب شیمیایی از فولاد کم‌آلیاژ فریتی به‌سمت فلز جوش آستنیتی، حالت انجمادی از فریت به آستنیت تغییر می‌یابد و یا مرز ذوب با جابه‌جا شدن توسط نفوذ کم دامنه در حالت آستنیت/آستنیت، سبب کاهش انرژی آزاد ساختار می‌شود.

در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل، به‌دلیل غالب بودن عنصرهای پایدار کننده‌ی آستنیت، دمای تشکیل مارتنزیت به‌سرعت به زیر دمای اتاق افت کرده است و امکان تشکیل آن در این سرعت سرمایش از بین رفته است. این، سبب می‌شود که عرض این منطقه نسبت به نمونه‌ی دیگر بسیار کوچک باشد. نوسان ایجاد شده در اثر جریان پالسی، سبب اختلاط بیش‌تر جریان‌های مذاب در حوضچه شده است و این، توانسته است با حذف یا کاهش شیب ترکیب شیمیایی، ضمن کاهش احتمال تشکیل مارتنزیت، از عرض منطقه‌ی انتقالی بکاهد. با توجه به مشکلاتی مانند ترک‌خوردگی که پیش‌تر برای این منطقه ذکر شده بود، این مزیت نیز یکی دیگر از مزیت‌های استفاده از جریان پالسی به‌جای جریان ثابت است.



شکل ۸ نتیجه‌ی آزمون تعیین ترکیب شیمیایی برای منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی ER309L



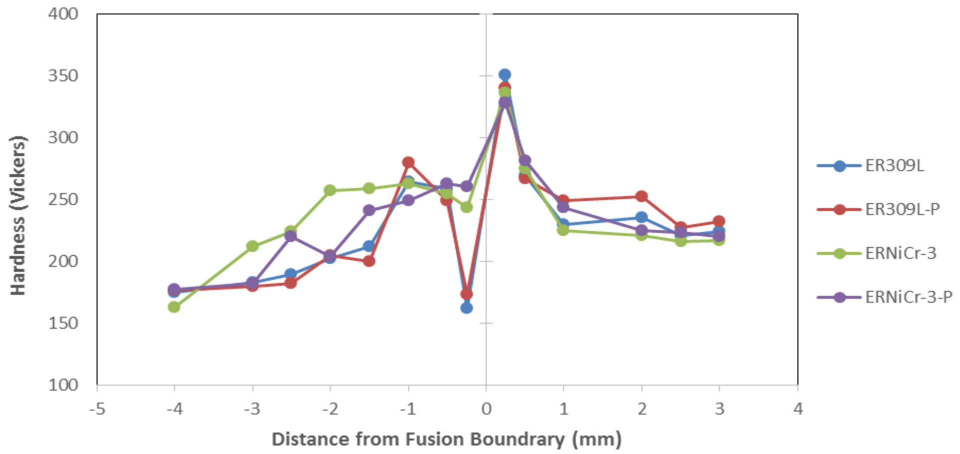
شکل ۹ نتیجه‌ی آزمون تعیین ترکیب شیمیایی برای منطقه‌ی انتقالی در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل

آزمون ریزسختی‌سنجی در امتداد مرز ذوب از فولاد کم‌آلیاژ فریتی تا درون فلز جوش، بر روی هر چهار نمونه انجام شد و نتایج آن در شکل (۱۰) ارائه شده‌اند. نکته‌ی مهم در همه‌ی این نمودارها، روند تغییرات سختی تقریباً مشابه در همه‌ی نمونه‌ها است. این تغییرات به‌این صورت است که سختی در منطقه‌ی متأثر از گرما ابتدا افزایش می‌یابد و در نزدیکی مرز ذوب، دچار افت می‌شود. سپس، سختی بلافاصله پس از مرز ذوب افزایش و پس از آن، کاهش می‌یابد تا به حالت پایدار برسد.

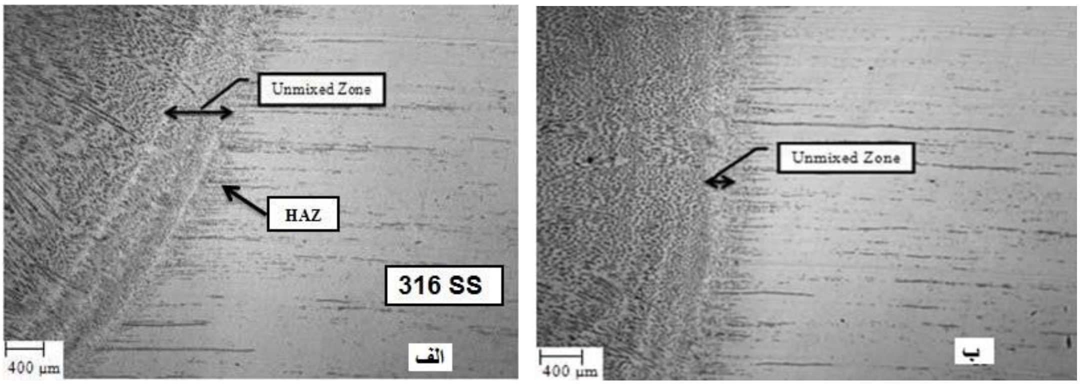
دلیل افزایش سختی در منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم‌آلیاژ، تغییر ساختار به‌دلیل بالا رفتن دما تا ناحیه‌ی آستنیت و تشکیل فازهای جدید مانند بینایت، مارتنزیت و فریت ویدمن اشتاتن به‌دلیل سرمایش غیرتعادلی و سریع است و افت آن نزدیک به مرز ذوب، به ایجاد منطقه‌ی فقیر از کربن مربوط است. افزون بر این، به‌دلیل کم‌تر بودن امکان نفوذ کربن در نیکل، افت سختی در نمونه‌های جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل کم‌تر است و سختی آن حدود ۱۹۰ ویکرز است، در حالی‌که سختی در نمونه‌ی با فلز پرکننده‌ی ER309L، برابر با ۱۷۰ ویکرز است.

افزایش شدید سختی بلافاصله پس از مرز ذوب، به ایجاد منطقه‌ی انتقالی نسبت داده می‌شود. مقادیر سختی ثبت شده برای این منطقه، برای فلزات پرکننده‌ی ER309L و ERNiCr-3، به‌ترتیب حدود ۳۴۵ و ۳۳۵ ویکرز بوده است. اگر چه این مقدار کم‌تر از سختی مورد انتظار برای مارتنزیت است، امّا، می‌توان آن‌را به بازپخت ساختار در مراحل بعدی در این ناحیه ارتباط مربوط دانست. یکی از پدیده‌های دیگری که در این نوع اتصال دیده می‌شود، وجود منطقه‌ی مخلوط نشده بین فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و حوضچه‌ی جوش است. این منطقه، در همه‌ی نمونه‌ها دیده شد.

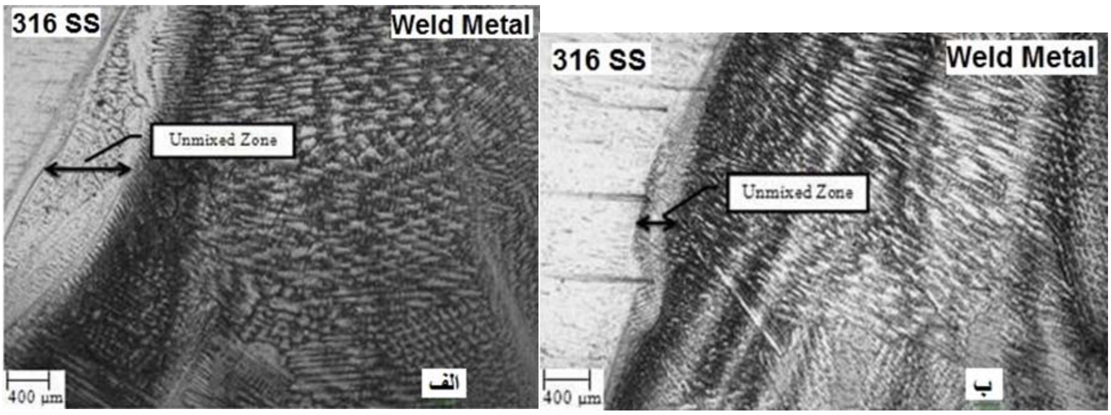
همان‌گونه که در شکل‌های (۱۱) و (۱۲) دیده می‌شود، منطقه‌ی فوق‌الذکر در نمونه‌ی با فلز پرکننده‌ی ER309L ظاهری شبیه به منطقه‌ی مخلوط نشده در تحقیق باسلاک [22]، دارد و عرض آن در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی، به‌طور محسوسی نسبت به نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان ثابت کاهش یافته است و در بسیاری از نقاط، کاملاً حذف شده است. دلیل آن، ایجاد اختلاط در حوضچه و مخلوط شدن فلز پایه‌ی ذوب شده امّا راکد، با فلز پرکننده نیست. شکل‌های (۱۳) و (۱٤)، به‌ترتیب نتایج آزمون تعیین ترکیب شیمیایی برای منطقه‌ی مخلوط نشده در نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی ER309L و پایه نیکل را نشان می‌دهند. همان‌طور که در این شکل‌ها دیده می‌شود، ترکیب شیمیایی در این منطقه مشابه با فلز پایه است و این، عدم اختلاط فلز پایه‌ی ذوب شده با حوضچه جوش را تأیید می‌کند.



شکل ۱۰ تغییرات ریزسختی در امتداد فصل مشترک فلز جوش و فولاد کم‌آلیاژ فریتی



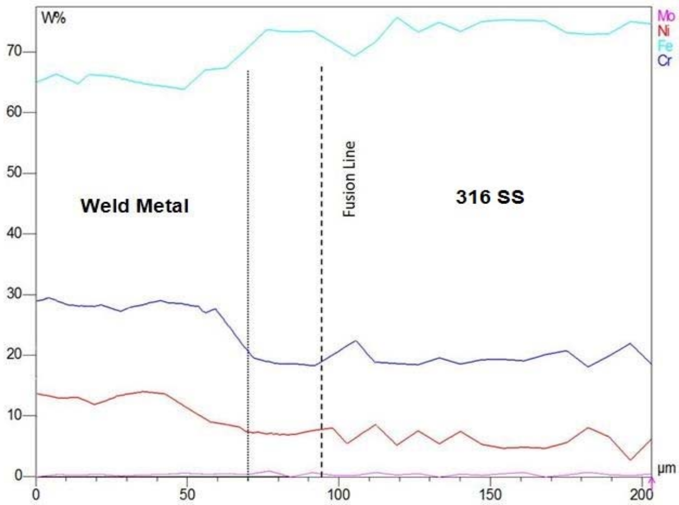
شکل ۱۱ منطقه‌ی مخلوط نشده در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی ER309L؛ الف) توسط جریان ثابت و ب) توسط جریان پالسی



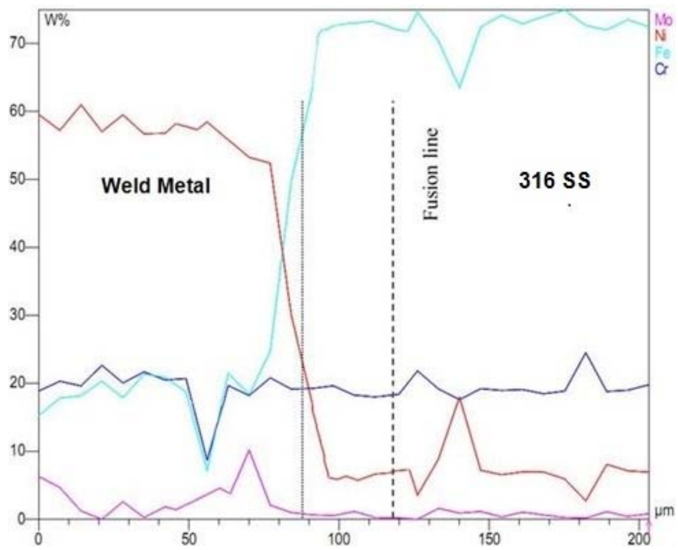
شکل ۱۲ منطقه‌ی مخلوط نشده در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل؛ الف) توسط جریان ثابت و ب) توسط جریان پالسی

ساختار فلز جوش مربوط به ER309L، دارای زمینه‌ی آستنیتی با دندریت‌های فریت اِسکلتی است که ظاهر آن‌ها، نشان‌دهنده‌ی وقوع انجماد به‌شیوه‌ی FA است، یعنی انجماد به‌صورت فریتی اولیّه آغاز شده و

در ادامه، فاز آستنیت طی یک واکنش پریتکتیکی–یوتکتیکی، تشکیل می‌شود [17]. ریزساختار فلز جوش در نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان پالسی با جریان ثابت، تفاوت چندانی با یک‌دیگر نداشتند. شکل (۱۵)، دندریت‌های فریت را در بزرگ‌نمایی بالا نشان داده است. ساختار فلز جوش مربوط به ERNiCr-3 تشکیل شده با دو روش جریان ثابت و پالسی، به‌این دلیل که فلز پرکننده دارای بیش از ۷۰ درصد نیکل است، کاملاً آستنیتی است و تحت هیچ تحول چندشکلی قرار نمی‌گیرد.

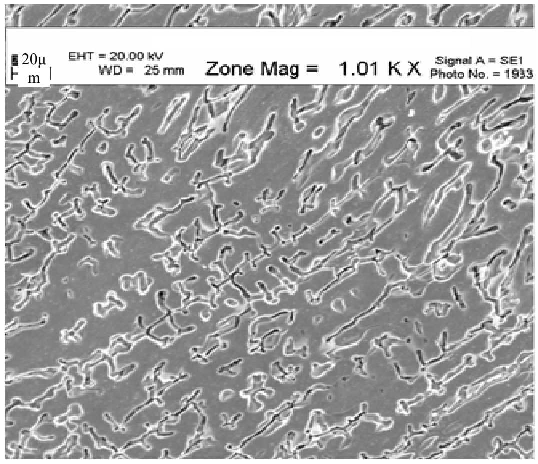


شکل ۱۳ نتایج آزمون تعیین ترکیب شیمیایی مربوط به منطقه‌ی مخلوط نشده در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی ER309L

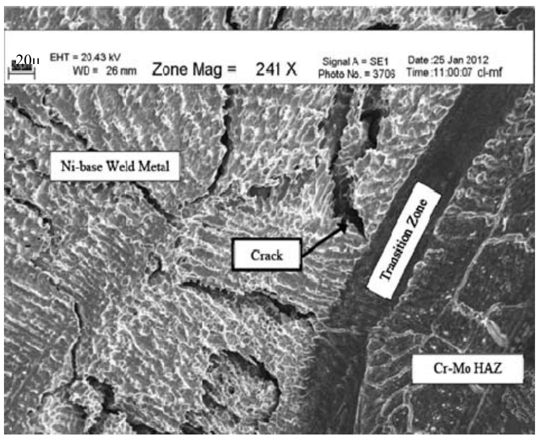


شکل ١٤ نتایج آزمون تعیین ترکیب شیمیایی مربوط به منطقه‌ی مخلوط نشده در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل

ریزساختارهای نمونه‌ها در هر دو روش مشابه‌اند و شکلی تبلور مجدد یافته با مهاجرت گسترده‌ی مرزدانه در جایی‌که مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته در امتداد ریزساختار انجمادی قطع شده‌اند را نشان می‌دهند [23,24]. حضور ترک‌های میکروسکُپی در امتداد مرزهای دانه‌ی مهاجرت یافته، در شکل (۱٦) دیده می‌شود. این ترک‌ها، مشابه با آن چیزی هستند که در برخی از منابع [17]، از آن به‌عنوان ترک‌خوردگی ناشی از کاهش انعطاف‌پذیری (DCC) در آلیاژهایی با ریزساختار کاملاً آستنیتی، یاد شده است.



شکل ۱۵ ریزساختار فلز جوش در نمونه‌ی جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی ER309L



شکل ۱٦ ترک ایجاد شده در راستای مرزهای دانه‌ی مهاجرت یافته در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان ثابت با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل

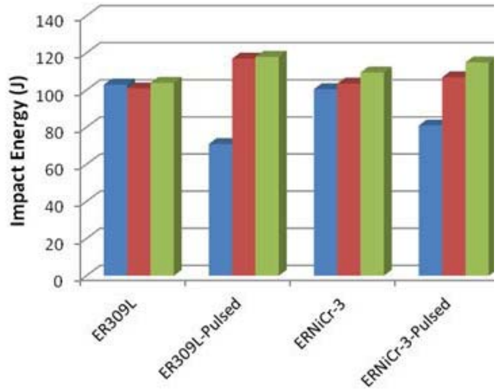
این نوع ترک‌خوردگی که می‌توان آن‌را نوعی از ترک‌خوردگی داغ به‌حساب آورد، با افت شدید انعطاف‌پذیری در دماهای بالاتر از تقریباً نصف نقطه‌ی ذوب ماده مرتبط است. ترک‌خوردگی ناشی از کاهش انعطاف‌پذیری، خصوصاً در جوش‌های چند مرحله‌ای کاملاً آستنیتی در مقاطع ضخیم با دانه‌های درشت و در اتصالات با مهار بالا در راستای مرزهای دانه‌ی مهاجرت یافته، دیده شده است.

در این پژوهش، مقدار فریت در هر جوش، توسط دستگاه فریت‌اسکوپ تعیین شد. در نمونه‌های جوش داده شده با فلز پرکننده‌ی پایه نیکل، هم‌چنان که انتظار می‌رفت، مقدار فریت برابر با صفر بود. در نمونه‌های جوشکاری شده با فلز پرکننده‌ی ER309L، اختلاف کمی بین نمونه‌ی جریان ثابت و پالسی دیده می‌شود. مقدار فریت در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان ثابت ۵ درصد و در نمونه‌ی جوشکاری شده توسط جریان پالسی، حدود ۸/۵ درصد به‌دست آمد. دلیل این تفاوت، گرمای ورودی کم‌تر و سرعت بیش‌تر انجماد با جریان پالسی است که در نتیجه، زمان کم‌تری برای وقوع تحوّل فریت به آستنیت در اختیار می‌گذارد.

آزمون کشش در دمای اتاق، در مورد نمونه‌های جوشکاری شده با فلزات پرکننده‌ی ER309L و ERNiCr-3 با هر دو روش جریان پالسی و ثابت انجام شد. در همه‌ی نمونه‌ها، گسیختگی از منطقه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم‌آلیاژ فریتی رخ داد. با توجه به این‌که مقدار میانگین استحکام کششی به‌دست آمده (٦۲۰ تا ٦۸۰ مگاپاسکال) نسبت به مقدار ذکر شده در استاندارد ASME II برای این فولاد (۵۱۵ تا ٦۹۰ مگاپاسکال) قابل قبول است [25]، اتصال ایجاد شده از نقطه نظر مهندسی مورد تأیید است.

نتایج آزمون ضربه در دمای اتاق برای همه‌ی نمونه‌ها، در شکل (۱۷) نشان داده شده‌اند. انرژی ضربه‌ی فولاد 316 برابر با ۱۰۸ ژول و برای فولاد کم‌آلیاژ برابر با ۷٦ ژول به‌دست آمد. انرژی ضربه‌ی

مربوط به جوش، تقریباً در همه‌ی نمونه‌های جوشکاری شده با جریان پالسی بیش‌تر از نمونه‌های جوشکاری شده با جریان ثابت است. این تفاوت در مورد فلز پرکننده‌ی ER309L، می‌تواند به‌دلیل شکستن و ریزشدن دندریت‌ها در نتیجه‌ی جریان پالسی باشد که به‌عنوان محل‌های جدید برای جوانه‌زنی نیز عمل می‌کنند. این وضعیّت منجر به ایجاد ساختاری با دانه‌های ریزتر می‌شود که نهایتاً، افزایش چقرمگی را به‌همراه دارد. بیش‌تر بودن فاز فریت به‌عنوان افزایش دهنده‌ی چقرمگی در دمای اتاق، در نمونه‌های جوشکاری شده با جریان پالسی را نیز می‌توان به‌عنوان عامل مؤثر دیگری در نظر گرفت. انجام آزمون در دمای کم‌تر از صفر درجه‌ی سانتی‌گراد، نتیجه‌ای مخالف با نتیجه‌ی موجود به‌دست داد و این، به رفتار متفاوت فاز فریت با ساختار مکعبی مرکزپر (BCC) در دمای پایین مربوط می‌شود. در مورد فلز پرکننده‌ی پایه نیکل، تفاوت چندانی بین دو نمونه دیده نشد. انرژی‌های ضربه برای نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان پالسی و ثابت با فلز پرکننده‌ی ER309L، به‌طور میانگین برابر با ۱۱۷ و ۱۰۲ ژول و برای فلز پرکننده‌ی پایه نیکل، برابر با ۱۰۷ و ۱۰۰ ژول به‌دست آمد. تفاوت در مقدار انرژی ضربه مربوط به فلزات پرکننده نسبت به هم، ناشی از تفاوت در ترکیب شیمیایی و ریزساختار آن‌ها است.



شکل ۱۷ مقادیر انرژی ضربه برای نمونه‌های مختلف

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، اتصال فولاد کم‌آلیاژ فریتی A387-Gr. 11 به فولاد زنگ‌نزن آستنیتی .A240-TP 316 توسط جوشکاری قوسی تنگستن تحت گاز محافظ با دو جریان ثابت و پالسی با فلزات پرکننده‌ی ER309L و ERNiCr-3 بررسی شد و نتایجی به‌شرح زیر به‌دست آمد:

۱- منطقه‌ی فقیر از کربن در مجاورت مرز ذوب در فولاد کم‌آلیاژ، در تمام نمونه‌ها مشاهده شد، ولی عرض این ناحیه برای فلز پرکننده‌ی پایه نیکل با استفاده از جریان پالسی در مقایسه با سایر پر کننده‌ها با جریان ثابت، بسیار ناچیز بود.

۲- منطقه‌ی انتقالی یا اختلاط جزئی نیز در تمام نمونه‌ها مشاهده شد. عرض این ناحیه برای پرکننده‌ی پایه نیکل، کوچک‌تر از پرکننده‌ی دیگر بود. استفاده از جریان پالسی، به‌دلیل ایجاد اختلاط شدید، موجب کاهش شیب ترکیب شیمیایی و در نتیجه، کاهش عرض منطقه‌ی مربوطه شده است.

۳- منطقه‌ی مخلوط نشده در فصل مشترک بین فولاد زنگ‌نزن و حوضچه‌ی جوش، در همه‌ی نمونه‌ها دیده شد. دلیل ایجاد این منطقه، به اختلاف در دمای ذوب فلز پایه و فلز پرکننده نسبت داده شد. در این شرایط، بخشی از فلز پایه ذوب می‌شود، امّا راکد می‌ماند و با حوضچه مخلوط نمی‌شود. در نمونه‌های جوشکاری شده با جریان پالسی، این فلز ذوب شد و کاهش شدید در عرض این منطقه مشاهده شد.

٤- متناظر با تغییرات ریزساختاری در نواحی اتصال، سختی نیز تغییر کرد و نمونه‌های مختلف رفتار مشابهی را نشان دادند. کم‌ترین و بیش‌ترین عدد سختی، به‌ترتیب در ناحیه‌ی فقیر از کربن و ناحیه‌ی انتقالی به‌دست آمد. به‌دلیل تشکیل فازهای غیرتعادلی، سختی در ناحیه‌ی متأثر از گرما در فولاد کم کربن افزایش نسبی نشان داد.

۵- انرژی ضربه مربوط به نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان پالسی، کمی بیش‌تر از نمونه‌های جوشکاری شده توسط جریان ثابت بود و دلیل این نتیجه، شکسته شدن دندریت‌ها و ریزشدن آن‌ها در اثر جریان پالسی و افزایش مقدار فریت در فلز جوش عنوان شد. در نمونه‌های جوشکاری شده با فلزات پرکننده‌ی پایه نیکل و ER309L توسط جریان ثابت و پالسی، این عدد به‌طور میانگین به‌ترتیب برابر با ۱۰۰، ۱۰۷، ۱۰۲ و ۱۱۷ ژول به‌دست آمد.

مراجع

1. Bhaduri, A., et al., "Transition metal joints for steam generators-an overview", *International Journal of Pressure Vessels and Piping,* Vol. 58(3), PP. 251-265, (1994).
2. Lundin, C., "Dissimilar metal welds-transition joints literature review", *Welding Journal,* Vol. 61(2), PP. 58-63, (1982).
3. Wang, S., Q. Ma, and Y. Li, "Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR", *Materials & Design*, Vol. 32(2), PP. 831-837, (2011).
4. DuPont, J.N. and R.E. Mizia, "Review of Dissimilar Metal Welding for the NGNP Helical-Coil Steam Generator", *Idaho National Laboratory (INL)*, PP. 1-20, (2010).
5. Wu, Y. and B. Patchett, "Formation of crack-susceptible structures of weld overlay of corrosion resistant alloys", *Materials Performance: Sulphur and Energy*, PP. 283-295, (1992).
6. Nelson, T., J. Lippold, and M. Mills, "Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds—Part 2: On-Cooling Transformations", *Welding Journal,* Vol. 79, PP. 267-277, (2000).
7. Yoo, C.Y., S.C. Han, and D.Y. Yoon, "The grain boundary migration in Ag induced by thermal strain", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26(11), PP. 3048-3049, (1995).
8. Barnhouse, E. and J. Lippold, "Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels", *Welding Journal,* Vol. 77, PP. 477, (1998).
9. Pan, C. and Z. Zhang, "Morphologies of the transition region in dissimilar austenitic-ferritic welds", Materials Characterization, Vol. 36(1), PP. 5-10, (1996).
10. Srinivasan, P.B., et al., "Microstructure and corrosion behavior of shielded metal arc-welded dissimilar joints comprising duplex stainless steel and low alloy steel", *Journal of Materials Engineering and Performance,* Vol. 15(6), PP. 758-764, (2006).
11. Naffakh, H., M. Shamanian, and F. Ashrafizadeh, "Interface and Heat-affected Zone Features of Dissimilar Welds between AISI 310 Austenitic Stainless Steel and Inconel 657", *International Journal of Iron and Steel Society of Iran,* Vol.5, PP. 22-30, (2008).
12. Wang, S.H., et al., "Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel", Materials Science and Engineering: A, Vol. 420(1), PP. 26-33, (2006).

13. "Welding Handbook", Vol. 1., 8th ed., PP. 33-35, American Welding Society, (1987).
14. American Society of Mechanical Engineers, "Process Piping, B31.3", PP. 74-76, (2010).
15. American Society for Testing and Materials,"Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products", A370, p. 5 & 19, (2003).
16. American Welding Society, "Standard Procedures for Calibrating Magnetic Instruments to Measure the Delta Ferrite Content of Austenitic and Duplex Ferritic-Austenitic Stainless Steel Weld Metal", A4.2, (1991).
17. Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, "Welding metallurgy and weldability of stainless steels", 3rd ed., PP. 141-212, John Wiley and Sons, (2005).
18. Kou, S., "Welding metallurgy", 2nd ed., PP. 398-403, John Wiley and Sons, (2003).
19. Parker, J. and G. Stratford, "Characterisation of microstructures in nickel based transition joints", *Journal of materials science,* Vol. 35, PP. 4099-4107, (2000).
20. Maruyama, T., "Arc Welding Technology for Dissimilar Joints", *Journal of the Japan Welding Society (Japan),* Vol. 71(6), PP. 25-29, (2002).
21. Pan, C. and Z. Zhang, "Morphologies of the transition region in dissimilar austenitic-ferritic welds", Materials Characterization, Vol. 36(1), PP. 5-10, (1996).
22. Baeslack, W.A.I., Lippold, J. C., and Savage, "Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments", *Welding Journal,* Vol. 58, PP. 168-176, (1979).
23. Sireesha, M., et al., "A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800", *Journal of Nuclear Materials,* Vol. 279(1), PP. 65-76, (2000).
24. Sireesha, M., et al., "Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800", Materials Science and Engineering: A, Vol. 292(1), PP. 74-82, (2000).
25. American Society of Mechanical Engineers, "*Materials-Sec. II-Prat A*, PP. 734, (2004).